(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2020年4月23日(23.04.2020)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2020/079926 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C25D 5/26* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C25D 5/50* (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2019/030793

(22) 国際出願日： 2019年8月6日(06.08.2019)

(25) 国際出願の言語： 日本語

(26) 国際公開の言語： 日本語

(30) 優先権データ：
特願 2018-196591 2018年10月18日(18.10.2018) JP

(71) 出願人：ＪＦＥスチール株式会社(**JFE STEEL CORPORATION**) [JP/JP]；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 Tokyo (JP).

(72) 発明者：平 島 拓 弥 (**HIRASHIMA Takuya**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 金 子 真次郎 (**KANEKO Shinjiro**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人：熊坂 晃，外(**KUMASAKA Akira** et al.)；〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目７番１号ＪＦＥテクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能)：AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(54) **Title:** HIGH-DUCTILITY, HIGH-STRENGTH ELECTRO-GALVANIZED STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(54) 発明の名称： 高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法

(57) **Abstract:** This high-ductility, high-strength electro-galvanized steel sheet with excellent bendability and a 0.20 ppm by mass or lower diffusible hydrogen content in the steel, is formed having electro-zinc plating on a surface of steel sheet stock which has a prescribed component composition and has a steel structure in which, in the entire steel structure, the surface area ratio of martensite having carbides with an average particle size of 50 nm or less and/or bainite having carbides with an average particle size of 50 nm or less is 90% or higher in total, and, in the region from the surface of the stock steel sheet to 1/8th thickness of the sheet thickness, the surface area ratio of the martensite having carbides with an average particle size of 50 nm or less and/or bainite having carbides with an average particle size of 50 nm or less is 80% or higher in total, and wherein the total of the outer perimeters of the carbides with an average particle size of 50 nm or less included in the martensite having carbides with an average particle size of 50 nm or less and bainite having carbides with an average particle size of 50 nm or less is greater than or equal to 50μm/mm^2. A manufacturing method of said sheet is also provided.

(57) 要約：所定の成分組成と、鋼組織全体において、平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種又は２種の面積率が合計で９０％以上であり、素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域において、平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種又は２種の面積率が合計で８０％以上で、かつ、前記領域に存在する平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中に含まれる個々の平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物の外周の合計が５０μｍ／ｍｍ^{2}以上である鋼組織とを有する素材鋼板の表面に、電気亜鉛系めっきを有してなる、曲げ性に優れ、鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ以下である高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板、及びその製造方法を提供する。

WO 2020/079926 A1

［続葉有］

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

一 国際調査報告(条約第21条(3))

明　細　書

発明の名称 ：

高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法に関する。本発明は、より詳細には、自動車部品等に用いられる高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法に関し、特に、曲げ性に優れた高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、車体そのものを軽量化しようとする動きが活発となっており、車体に使用される鋼板の高強度化により薄肉化が図られている。特にセンターピラーＲ／Ｆ（レインフォースメント）等の車体骨格部品や、バンパー、インパクトビーム部品等（以下、部品ともいう）へのＴＳ（引張強度）：１３２０～１４７０ＭＰａ級の高強度鋼板の適用が進みつつある。さらには、自動車車体の一層の軽量化の観点から、ＴＳ：１８００ＭＰａ級（１．８ＧＰａ級）以上の強度を有する鋼板の適用についても検討されている。また、加工性の観点から、曲げ性を有する鋼板の要望が高くなっている。

[0003] 鋼板の高強度化に伴い、水素脆性の発生が懸念され、近年では、鋼板の製造過程で侵入した水素がめっきにより放出されにくくなり、延性、特に局部延性が低下する危険性が示唆されている。また、鋼中水素が鋼中表層の粗大炭化物周りに集まることで、加工時に亀裂の発生を促進することも示唆されている。

[0004] 例えば、特許文献１では、化学成分が、Ｃ：０．１２～０．３％、Ｓｉ：０．５％以下、Ｍｎ：１．５％未満、Ｐ：０．０２％以下、Ｓ：０．０１％以下、ＡＩ：０．１５％以下、Ｎ：０．０１％以下を満たし、残部がＦｅおよび不可避不純物である鋼からなり、焼戻しマルテンサイト単一組織とすることで引張強度が１．０～１．８ＧＰａの高強度鋼板を提供している。

[0005] 特許文献２では、化学成分が、Ｃ：０．１７～０．７３％、Ｓｉ：３．０％以下、Ｍｎ：０．５～３．０％、Ｐ：０．１％以下、Ｓ：０．０７％以下、Ａｌ：３．０％以下、Ｎ：０．０１０％以下を満たし、残部がＦｅおよび不可避不純物である鋼からなり、マルテンサイト組織を活用して高強度化を図るとともに、上部ベイナイト変態を活用することにより、ＴＲＩＰ効果を得る上で必要な残留オーステナイトを安定して確保し、さらにマルテンサイトの一部を焼戻しマルテンサイトにすることによって、強度と延性のバランスに優れた引張強度が９８０ＭＰａ～１．８ＧＰａの高強度鋼板を提供している。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開２０１１－２４６７４６号公報

特許文献2：特開２０１０－９０４７５号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 特許文献１で開示された技術では、焼戻しマルテンサイト単一組織としたことで強度には優れるものの、亀裂の進展を促進する介在物や粗大炭化物を低減できてはおらず、曲げ性には優れないと考えられる。

[0008] 特許文献２で開示された技術では、曲げ性の記載はないものの、ｆｃｃ構造であるオーステナイトは、ｂｃｃ構造やｂｃｔ構造であるマルテンサイトやベイナイトに比べて水素の固溶量が多いため、オーステナイト量を多く活用している特許文献２で規定されている鋼中の拡散性水素量は多いと考えられ、曲げ性には優れないと考えられる。

[0009] 本発明は、曲げ性に優れた高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。

[0010] なお、本発明において、高延性高強度とは、引張強度（ＴＳ）が１３２０ＭＰａ以上、伸び（ＥｌＩ）が７．０％以上、ＴＳ×ＥｌＩが１２０００以上で

あることを意味する。また、曲げ性に優れるとは、所定の曲げ試験において、限界曲げ半径／板厚（Ｒ／ｔ）が４．０以下であることを意味する。

また、電気亜鉛系めっき鋼板において、素材鋼板の表面とは、素材鋼板と電気亜鉛系めっきとの界面を意味する。

また、素材鋼板の表面から素材鋼板の板厚１／８までの領域を表層部ともいう。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明は、表層部に微細な炭化物を所定量確保することにより、鋼中の拡散性水素量を低減させ、曲げ性に優れる高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板とその製造方法を提供するものである。

具体的には、本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板は、素材鋼板の表面に、電気亜鉛系めっき層を有し、鋼組織全体において、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で９０％以上であり、素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域にある平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトと平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で８０％以上であり、前記領域に存在する平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中に含まれる個々の平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物の外周の合計が５０μｍ／ｍｍ^{2}以上である鋼組織を有し、鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ以下であり、引張強度（ＴＳ）が１３２０ＭＰａ以上、伸び（ＥＬ）が７．０％以上、ＴＳ×ＥＬが１２０００以上、Ｒ／ｔが４．０以下の曲げ性に優れた高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板である。

[0012] 本発明者らは、上記課題を解決するために鋭意研究を重ねた。その結果、優れた曲げ性を得るためには、鋼中の拡散性水素量を０．２０質量ｐｐｍ以下に低減することが必要であることを知見した。鋼中の拡散性水素量を低減するためには、鋼中表層部に水素のトラップサイトである微細炭化物を増加

させる必要があり、そのためには、脱炭を防止する必要がある。鋼の成分組成を調整し、仕上げ圧延終了後から巻取までの滞留時間を短くすることで脱炭が抑制され、曲げ性に優れた電気亜鉛系めっき鋼板の製造に成功し、さらにマルテンサイトとベイナイトを主とする組織とすることで、高延性高強度となることを知見した。本発明の要旨は以下の通りである。

[0013] ［１］素材鋼板の表面に、電気亜鉛系めっきを有する高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板であって、

前記素材鋼板は、質量％で、

Ｃ：０．１２％以上０．４０％以下、

Ｓｉ：０．００１％以上２．０％以下、

Ｍｎ：１．７％以上５．０％以下、

Ｐ：０．０５０％以下、

Ｓ：０．００５０％以下、

Ａｌ：０．０１０％以上０．２０％以下、

Ｎ：０．０１０％以下および

Ｓｂ：０．００２％以上０．１０％以下

を含有し、残部はＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成と、

鋼組織全体において、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で９０％以上であり、素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域において、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で８０％以上で、かつ、前記領域に存在する平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中に含まれる個々の平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物の外周の合計が５０μｍ／ｍｍ^{2}以上である鋼組織とを有し、

鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ以下である、高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

［２］前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｂ：０．０００２％以上０．００３５％未満を含有する、［１］に記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

［３］前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｎｂ：０．００２％以上０．０８％以下および

Ｔｉ：０．００２％以上０．１２％以下

のうちから選ばれる１種または２種を含有する、［１］または［２］に記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

［４］前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｃｕ：０．００５％以上１％以下および

Ｎｉ：０．０１％以上１％以下

のうちから選ばれる１種または２種を含有する、［１］～［３］のいずれかに記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

［５］前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｃｒ：０．０１％以上１．０％以下、

Ｍｏ：０．０１％以上０．３％未満、

Ｖ：０．００３％以上０．５％以下、

Ｚｒ：０．００５％以上０．２％以下および

Ｗ：０．００５％以上０．２％以下

のうちから選ばれる１種または２種以上を含有する、［１］～［４］のいずれかに記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

［６］前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｃａ：０．０００２％以上０．００３０％以下、

Ｃｅ：０．０００２％以上０．００３０％以下、

Ｌａ：０．０００２％以上０．００３０％以下および

Ｍｇ：０．０００２％以上０．００３０％以下

のうちから選ばれる１種または２種以上を含有する、［１］～［５］のいずれかに記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

［７］前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｓｎ：０．００２％以上０．１％以下を含有する、［１］～［６］のいずれかに記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

［８］上記［１］～［７］のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、スラブ加熱温度：１２００℃以上、仕上げ圧延終了温度：８４０℃以上として熱間圧延を行った後、仕上げ圧延終了温度から７００℃までの温度域を４０℃／秒以上の平均冷却速度で７００℃以下の一次冷却停止温度まで冷却し、その後、一次冷却停止温度から６５０℃までの温度域を２℃／秒以上の平均冷却速度で冷却し、６３０℃以下の巻取温度まで冷却して巻き取る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の鋼板を、A_{C3}点以上の焼鈍温度まで加熱した後、または、A_{C3}点以上の焼鈍温度まで加熱し均熱した後、前記焼鈍温度から５５０℃までの温度域の平均冷却速度を３℃／秒以上とし、冷却停止温度を３５０℃以下とする冷却を行い、１００℃以上２００℃以下の温度域の保持温度で２０～１５００秒保持する焼鈍工程と、

前記焼鈍工程後の鋼板を室温まで冷却し、電気めっき時間：３００秒以内の電気亜鉛系めっきを施すめっき処理工程と、を有する、高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

［９］さらに、熱間圧延工程と焼鈍工程の間に、前記熱間圧延工程後の鋼板を冷間圧延する冷間圧延工程を有する、［８］に記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

［１０］さらに、めっき処理工程後の鋼板を２５０℃以下の温度域で以下の式（１）を満たす保持時間ｔで保持する焼戻し工程を有する、［８］または［９］に記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

（Ｔ＋２７３）（ｌｏｇｔ＋４）≦２７００　・・・（１）

ただし、式（１）におけるＴは、焼戻し工程における保持温度（℃）であり、ｔは焼戻し工程における保持時間（秒）である。

発明の効果

[0014] 本発明は、成分組成および製造方法を調整することにより、表層部の脱炭を抑制し、表層部の微細炭化物量を増加させることで鋼中の拡散性水素量を低減させ、曲げ性に優れた高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板を提供できるようになった。

本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板を自動車構造部材に適用することにより、自動車用鋼板の高強度化と曲げ性向上との両立が可能となる。即ち、本発明により、自動車車体が高性能化する。

発明を実施するための形態

[0015] 本発明者らは、上記の課題を解決するために様々な検討をおこなった結果、所定の成分組成と、鋼板組織全体に対する面積率で平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種が合計で９０％以上とし、素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域において、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で８０％以上で、かつ、前記領域に存在する平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中に含まれる５０ｎｍ以下の微細炭化物の外周の合計（合計外周）が５０μｍ／ｍｍ^{2}以上である鋼組織とを有し、鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ以下とすることで、曲げ性に優れた高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板が得られることを見出し、本発明を完成するに至った。

[0016] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は、以下の実施形態に限定されない。

[0017] 本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板は、素材となる鋼板（素材鋼板）の表面に、電気亜鉛系めっき層が形成されてなる。

まず、本発明の素材鋼板（以下、単に、鋼板ともいう）の有する成分組成について説明する。下記の成分組成の説明において、成分の含有量の単位である「％」は「質量％」を意味する。

[0018] Ｃ：０．１２％以上０．４０％以下

Ｃは、焼入れ性を向上させる元素であり、所定のマルテンサイトおよび／またはベイナイトの面積率を確保するとともに、マルテンサイトおよびベイナイトの強度を上昇させ、ＴＳ≧１３２０ＭＰａを確保する観点から、含有させる。また、炭化物の微細分散により鋼中の水素がトラップされることで、鋼中の拡散性水素量は減少し、曲げ性を高める。ここで、Ｃ含有量が０．１２％未満では鋼中表層部の微細炭化物が確保できなくなり、優れた曲げ性を維持することができなくなる。したがって、Ｃ含有量は０．１２％以上とする。なお、ＴＳ≧１４７０ＭＰａといったより高いＴＳを得る観点からは、Ｃ含有量は０．１６％超とすることが好ましく、より好ましくは、Ｃ含有量は０．１８％以上である。一方、Ｃ含有量が０．４０％を超えると、マルテンサイトおよびベイナイト内部の炭化物が粗大化するため、その粗大炭化物が表層部に存在することで粗大炭化物が曲げ割れの起点となり曲げ性を劣化させる。したがって、Ｃ含有量は０．４０％以下とする。Ｃ含有量は、好ましくは０．３０％以下であり、より好ましくは０．２５％以下である。

[0019] Ｓｉ：０．００１％以上２．０％以下

Ｓｉは固溶強化による強化元素である。また、Ｓｉは、２００℃以上の温度域で鋼板を保持する場合に、粗大な炭化物の過剰な生成を抑制して曲げ性の改善に寄与する。さらに、板厚中央部でのＭｎ偏析を軽減してＭｎＳの生成の抑制にも寄与する。加えて、連続焼鈍時の鋼板表層部の酸化による脱炭、さらには脱Ｂの抑制にも寄与する。ここで、上記のような効果を十分に得るには、Ｓｉ含有量を０．００１％以上とする。Ｓｉ含有量は、好ましくは０．００３％以上であり、より好ましくは０．００５％以上である。一方、Ｓｉ含有量が多くなりすぎると、その偏析が板厚方向に広がるため、板厚方向に粗大なＭｎＳが生成しやすくなり、曲げ性が劣化する。また、炭化物の生成も抑制するため、微細炭化物が存在しないことで鋼中表層の拡散性水素量が増加し、曲げ性を劣化させる。したがって、Ｓｉ含有量は２．０％以下とする。Ｓｉ含有量は、好ましくは１．５％以下であり、より好ましくは１

．２％以下である。

[0020] Ｍｎ：１．７％以上５．０％以下

Ｍｎは、鋼の焼入れ性を向上させ、所定のマルテンサイトおよび／またはベイナイトの面積率を確保するために含有させる。Ｍｎ含有量が１．７％未満では、鋼板表層部にフェライトが生成することで強度が低下する。また、表層部に微細炭化物が存在しないことで鋼中表層部の拡散性水素量が増加し、曲げ性を劣化させる。したがって、Ｍｎは１．７％以上含有させる必要がある。Ｍｎ含有量は、好ましくは２．４％以上であり、より好ましくは２．８％以上である。また、Ｍｎ含有量が多くなりすぎると、表層部に粗大な介在物が増加し、曲げ性を著しく劣化させる場合があるため、Ｍｎ含有量は５．０％以下とする。Ｍｎ含有量は、好ましくは４．８％以下であり、より好ましくは４．４％以下である。

[0021] Ｐ：０．０５０％以下

Ｐは、鋼を強化する元素であるが、その含有量が多いと亀裂発生を促進するため、鋼中の拡散性水素量が少ない場合でも曲げ性を著しく劣化させる。したがって、Ｐ含有量は０．０５０％以下とする。Ｐ含有量は、好ましくは０．０３０％以下であり、より好ましくは０．０１０％以下である。なお、Ｐ含有量の下限は特に限定されるものではないが、現在、工業的に実施可能な下限は０．００３％程度である。

[0022] Ｓ：０．００５０％以下

Ｓは、ＭｎＳ、ＴｉＳ、Ｔｉ（Ｃ，Ｓ）等の介在物の形成を通じて曲げ性に大きな悪影響を及ぼす。この介在物による弊害を軽減するために、Ｓ含有量は０．００５０％以下とする必要がある。Ｓ含有量は、好ましくは０．００２０％以下であり、より好ましくは０．００１０％以下であり、さらに好ましくは０．０００５％以下である。なお、Ｓ含有量の下限は特に限定されるものではないが、現在、工業的に実施可能な下限は０．０００２％程度である。

[0023] Ａｌ：０．０１０％以上０．２０％以下

ＡｌはＡｌ脱酸を行い、鋼中の粗大介在物を低減するために添加される。その効果が表れるのが０．０１０％以上である。Ａｌ含有量は、好ましくは０．０１５％以上とする。一方Ａｌ含有量が０．２０％超となると、熱間圧延後の巻取り時に生成したセメンタイトなどのＦｅを主成分とする炭化物が焼鈍工程で固溶しにくくなり、粗大な介在物や炭化物が生成するため、曲げ性が劣化する。したがって、Ａｌ含有量は０．２０％以下とする。Ａｌ含有量は、好ましくは０．１７％以下であり、より好ましくは０．１５％以下である。

[0024] Ｎ：０．０１０％以下

Ｎは、鋼中でＴｉＮ、（Ｎｂ，Ｔｉ）（Ｃ，Ｎ）、ＡｌＮ等の窒化物、炭窒化物系の粗大介在物を形成する元素であり、これらの生成を通じて曲げ性を劣化させる。曲げ性の劣化を防止するため、Ｎ含有量は０．０１０％以下とする必要がある。Ｎ含有量は、好ましくは０．００７％以下、より好ましくは０．００５％以下である。なお、Ｎ含有量の下限は特に限定されるものではないが、現在、工業的に実施可能な下限は０．０００６％程度である。

[0025] Ｓｂ：０．００２％以上０．１０％以下

Ｓｂは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、鋼板表層部の酸化や窒化による脱炭を抑制する。脱炭が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化に寄与する。また、鋼中表層部に微細炭化物を確保することができ、鋼中表層部の拡散性水素量を低減することができる。このような観点から、Ｓｂは０．００２％以上含有させる必要がある。Ｓｂ含有量は、好ましくは０．００４％以上であり、より好ましくは０．００７％以上である。一方、Ｓｂを０．１０％を超えて含有させると、旧γ粒界に偏析して亀裂発生を促進するため、曲げ性を劣化させる。このため、Ｓｂ含有量は０．１０％以下とする。Ｓｂ含有量は、好ましくは０．０８％以下であり、より好ましくは０．０６％以下である。

[0026] 本発明の鋼板は、上記成分を含有し、残部のＦｅ（鉄）および不可避的不純物を含む成分組成を有するが、上記成分と残部はＦｅおよび不可避的不純

物からなる成分組成を有することが好ましい。本発明の鋼板には、さらに、以下の成分を任意成分として含有させることができる。なお、下記の任意成分を下限値未満で含む場合、その成分は不可避的不純物として含まれるものとする。

[0027] Ｂ：０．０００２％以上０．００３５％未満

Ｂは、鋼の焼入れ性を向上させる元素であり、Ｍｎ含有量が少ない場合であっても、所定の面積率のマルテンサイトおよびベイナイトを生成させる利点を有する。このようなＢの効果を得るには、Ｂを０．０００２％以上含有させることが好ましい。Ｂ含有量は、より好ましくは０．０００５％以上であり、さらに好ましくは０．０００７％以上である。また、Ｎを固定する観点から、０．００２％以上のＴｉと複合添加することが好ましい。一方、Ｂ含有量が０．００３５％以上になると、焼鈍時のセメンタイトの固溶速度を遅延させ、未固溶のセメンタイトなどのＦｅを主成分とする炭化物が残存することとなり、これにより、粗大な介在物や炭化物が生成するため、曲げ性を劣化させる。したがって、Ｂ含有量は０．００３５％未満とすることが好ましい。Ｂ含有量は、より好ましくは０．００３０％以下であり、さらに好ましくは０．００２５％以下である。

[0028] Ｎｂ：０．００２％以上０．０８％以下およびＴｉ：０．００２％以上０．１２％以下のうちから選ばれる１種または２種

Ｎｂ、Ｔｉは、旧γ粒の微細化を通じて、高強度化に寄与する。また、Ｎｂ、Ｔｉの微細炭化物生成により水素のトラップサイトとなり、鋼中の拡散性水素量を減少させ、曲げ性を良好にする。このような観点から、Ｎｂ、Ｔｉは、それぞれ０．００２％以上で含有させることが好ましい。Ｎｂ含有量、Ｔｉ含有量は、それぞれ、より好ましくは０．００３％以上であり、さらに好ましくは０．００５％以上である。一方、Ｎｂ、Ｔｉを多量に含有させると、熱間圧延工程のスラブ加熱時に未固溶で残存するＮｂＮ、Ｎｂ（Ｃ，Ｎ）、（Ｎｂ，Ｔｉ）（Ｃ，Ｎ）等のＮｂ系の粗大な析出物、ＴｉＮ、Ｔｉ（Ｃ，Ｎ）、Ｔｉ（Ｃ，Ｓ）、ＴｉＳ等のＴｉ系の粗大な析出物が増加し、

曲げ性を劣化させる。このため、Ｎｂは０．０８％以下で含有させることが好ましい。Ｎｂ含有量は、より好ましくは０．０６％以下であり、さらに好ましくは０．０４％以下である。Ｔｉは０．１２％以下で含有させることが好ましい。Ｔｉ含有量は、より好ましくは０．１０％以下であり、さらに好ましくは０．０８％以下である。

[0029] Ｃｕ：０．００５％以上１％以下およびＮｉ：０．０１％以上１％以下のうちから選ばれる１種または２種

Ｃｕ、Ｎｉは、自動車の使用環境での耐食性を向上させ、かつ腐食生成物が鋼板表面を被覆して鋼板への水素侵入を抑制する効果がある。このような観点からＣｕは０．００５％以上含有させることが好ましい。Ｎｉは０．０１％以上含有させることが好ましい。曲げ性向上の観点からは、Ｃｕ、Ｎｉは、それぞれ０．０５％以上含有させることがより好ましく、０．０８％以上含有させることがさらに好ましい。しかしながら、Ｃｕ、Ｎｉが多くなりすぎると表面欠陥の発生を招来し、めっき性や化成処理性を劣化させるので、Ｃｕ含有量、Ｎｉ含有量はそれぞれ１％以下とすることが好ましい。Ｃｕ含有量、Ｎｉ含有量はそれぞれ、より好ましくは０．８％以下であり、さらに好ましくは０．６％以下である。

[0030] Ｃｒ：０．０１％以上１．０％以下、Ｍｏ：０．０１％以上０．３％未満、Ｖ：０．００３％以上０．５％以下、Ｚｒ：０．００５％以上０．２％以下およびＷ：０．００５％以上０．２％以下のうちから選ばれる１種または２種以上

Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖは、鋼の焼入れ性を向上する目的で、含有させることができる。このような効果を得るには、Ｃｒ、Ｍｏはそれぞれ０．０１％以上含有させることが好ましい。Ｃｒ含有量、Ｍｏ含有量はそれぞれ、より好ましくは０．０２％以上であり、さらに好ましくは０．０３％以上である。Ｖは０．００３％以上含有させることが好ましい。Ｖ含有量は、より好ましくは０．００５％以上であり、さらに好ましくは０．００７％以上である。しかしながら、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖのいずれの元素も多くなりすぎると炭化物の粗大

化により、曲げ性を劣化させる。そのためＣｒ含有量は１．０％以下とすることが好ましい。Ｃｒ含有量は、より好ましくは０．４％以下であり、さらに好ましくは０．２％以下である。Ｍｏ含有量は０．３％未満とすることが好ましい。Ｍｏ含有量は、より好ましくは０．２％以下であり、さらに好ましくは０．１％以下である。Ｖ含有量は０．５％以下とすることが好ましい。Ｖ含有量は、より好ましくは０．４％以下であり、さらに好ましくは０．３％以下である。

[0031] Ｚｒ、Wは、旧γ粒の微細化を通じて、高強度化に寄与する。このような観点から、Ｚｒ、Wはそれぞれ０．００５％以上で含有させることが好ましい。Ｚｒ含有量、W含有量はそれぞれ、より好ましくは０．００６％以上であり、さらに好ましくは０．００７％以上である。ただし、Ｚｒ、Wを多量に含有させると、熱間圧延工程のスラブ加熱時に未固溶で残存する粗大な析出物が増加し、曲げ性を劣化させる。このため、Ｚｒ、Wはそれぞれ０．２％以下で含有させることが好ましい。Ｚｒ含有量、W含有量はそれぞれ、より好ましくは０．１５％以下であり、さらに好ましくは０．１％以下である。

[0032] Ｃａ：０．０００２％以上０．００３０％以下、Ｃｅ：０．０００２％以上０．００３０％以下、Ｌａ：０．０００２％以上０．００３０％以下およびＭｇ：０．０００２％以上０．００３０％以下のうちから選ばれる１種または２種以上

Ｃａ、Ｃｅ、Ｌａは、Ｓを硫化物として固定し、鋼中水素のトラップサイトとなるため、鋼中の拡散性水素量が減少し、曲げ性の改善に寄与する。このため、Ｃａ、Ｃｅ、Ｌａの含有量はそれぞれ、０．０００２％以上とすることが好ましい。Ｃａ、Ｃｅ、Ｌａの含有量はそれぞれ、より好ましくは０．０００３％以上であり、さらに好ましくは０．０００５％以上である。一方、Ｃａ、Ｃｅ、Ｌａは多量に添加すると硫化物の粗大化により、曲げ性を劣化させる。したがって、Ｃａ、Ｃｅ、Ｌａの含有量はそれぞれ、０．００３０％以下とすることが好ましい。Ｃａ、Ｃｅ、Ｌａの含有量はそれぞれ、

より好ましくは０．００２０％以下であり、さらに好ましくは０．００１０％以下である。

[0033] Ｍｇは、ＭｇＯとしてＯを固定し、鋼中水素のトラップサイトとなるため、鋼中の拡散性水素量が減少し、曲げ性の改善に寄与する。このため、Ｍｇ含有量は０．０００２％以上とすることが好ましい。Ｍｇ含有量は、より好ましくは０．０００３％以上、さらに好ましくは０．０００５％以上とする。一方、Ｍｇは多量に添加するとＭｇＯの粗大化により、曲げ性を劣化させるので、Ｍｇ含有量は０．００３０％以下とすることが好ましい。Ｍｇ含有量は、より好ましくは０．００２０％以下であり、さらに好ましくは０．００１０％以下である。

[0034] Ｓｎ：０．００２％以上０．１％以下

Ｓｎは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、鋼板表層部の酸化や窒化による脱炭を抑制する。脱炭が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化に寄与する。また、鋼中表層部に微細炭化物を確保することができ、鋼中表層部の拡散性水素量を低減することができる。このような観点から、Ｓｎは０．００２％以上含有させることが好ましい。Ｓｎ含有量は、より好ましくは０．００３％以上であり、さらに好ましくは０．００４％以上である。一方、Ｓｎは０．１％を超えて含有させると、旧γ粒界に偏析して亀裂発生を促進するため、曲げ性を劣化させる。このため、Ｓｎは０．１％以下で含有させることが好ましい。Ｓｎ含有量は、より好ましくは０．０８％以下であり、さらに好ましくは０．０６％以下である。

[0035] 鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ以下

本発明において拡散性水素量とは、電気亜鉛系めっき鋼板からめっきを除去した後、直ちに昇温脱離分析装置を用いて２００℃／ｈｒの昇温速度で昇温した時の加熱開始温度（２５℃）から２００℃までに放出される累積水素量のことである。鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ超では曲げ時に割れが助長され、曲げ性が劣化する。したがって、鋼中の拡散性水素量は０．２０質量ｐｐｍ以下とする。鋼中の拡散性水素量は、好ましくは０．１７

質量ｐｐｍ以下であり、より好ましくは０．１３質量ｐｐｍ以下である。鋼中の拡散性水素量の下限は特に限定されるものではなく、０質量ｐｐｍでもよい。なお、鋼中の拡散性水素量の値は、実施例に記載の方法で測定して得られた値を採用する。本発明では、鋼板を成形加工や溶接をする前に、鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ以下であることが必要である。ただし、鋼板を成形加工や溶接した後の製品（部材）について、一般的な使用環境おかれた当該製品からサンプルを切り出して鋼中の拡散性水素量を測定した際に、鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ以下であれば、成形加工や溶接をする前も鋼中の拡散性水素量は０．２０質量ｐｐｍ以下であったとみなせる。

[0036] 次に、本発明の鋼板の有する組織について説明する。

[0037] 平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で９０％以上

ＴＳ≧１３２０ＭＰａの高強度を得るため、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の鋼組織全体に対する面積率は合計で９０％以上とする。これより少ないと、フェライトが多くなり、強度が低下する。なお、前記マルテンサイトおよびベイナイトの鋼組織全体に対する面積率は合計で１００％であってもよい。また、前記マルテンサイトおよびベイナイトは、どちらか一方の面積率が上記範囲であってもよく、両方の合計の面積率が上記範囲であってもよい。前記マルテンサイトは、焼入れしたままのマルテンサイトおよび焼戻しした焼戻しマルテンサイトの合計とする。本発明において、マルテンサイトとは低温（マルテンサイト変態点以下）でオーステナイトから生成した硬質な組織を指し、焼戻しマルテンサイトはマルテンサイトを再加熱した時に焼戻される組織を指す。ベイナイトとは比較的低温（マルテンサイト変態点以上）でオーステナイトから生成し、針状又は板状のフェライト中に微細な炭化物が分散した硬質な組織を指す。

[0038] なお、前記マルテンサイトおよび前記ベイナイト以外の残部組織は、フェライト、パーライト、残留オーステナイトなどであり、その合計量は面積率で１０％以下であれば許容できる。残部組織の面積率は０％であってもよい。本発明において、フェライトとは比較的高温でオーステナイトからの変態により生成し、ｂｃｃ格子の結晶粒からなる組織であり、パーライトとはフェライトとセメンタイトが層状に生成した組織であり、残留オーステナイトはマルテンサイト変態温度が室温以下となることでマルテンサイト変態しなかったオーステナイトである。なお、本発明において、鋼組織における各相の面積率は、実施例に記載の方法により求める。

[0039] 素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域において、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で８０％以上

曲げ加工による亀裂は、めっき鋼板の曲げ稜線部の表層より発生するため、鋼板表層部の組織は非常に重要になる。本発明では、表層部の微細炭化物を水素のトラップサイトとして活用することで、鋼中表層付近の拡散性水素量を低減し、曲げ性を良好にする。したがって、素材鋼板の表面から素材鋼板の板厚１／８までの領域にある平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率を合計で８０％以上とすることで、所望の曲げ性を確保することができる。前記面積率は、好ましくは８２％以上であり、さらに好ましくは８５％以上である。前記面積率の上限は特に限定せず、１００％であっても構わない。また、前記領域において、前記マルテンサイトおよびベイナイトは、どちらか一方の面積率が上記範囲であってもよく、両方の合計の面積率が上記範囲であってもよい。

[0040] 素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域に存在する平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中に含まれる個々の平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物の外周の合計が５０μｍ／ｍｍ^{2}以上

鋼中表層部の拡散性水素量は、表層付近にある微細炭化物の表面積の増加によって減少する。したがって、微細炭化物の表面積を増加させることが重要となる。本発明においては、微細炭化物の表面積に対応する指標として、微細炭化物の外周の値を用いることとし、素材鋼板の表面から素材鋼板の板厚１／８までの領域に存在する平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中に含まれる粒径５０ｎｍ以下の炭化物の外周の合計を５０μｍ／ｍｍ^{2}以上（１ｍｍ^{2}当たり５０μｍ以上）とする。前記炭化物の外周の合計は、好ましくは５５μｍ／ｍｍ^{2}以上であり、さらに好ましくは６０μｍ／ｍｍ^{2}以上である。なお、本発明において、炭化物の外周の合計は、実施例に記載の方法により求める。

[0041] 本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板は、素材となる鋼板（素材鋼板）の表面に、電気亜鉛系めっきを有する。亜鉛系めっきの種類は特に限定されず、例えば、亜鉛めっき（純Ｚｎ）、亜鉛合金めっき（Ｚｎ－Ｎｉ、Ｚｎ－Ｆｅ、Ｚｎ－Ｍｎ、Ｚｎ－Ｃｒ、Ｚｎ－Ｃｏ）等のいずれでも構わない。電気亜鉛系めっきの付着量は、耐食性向上の観点から、片面あたりで２５ｇ／ｍ^{2}以上が好ましい。また、電気亜鉛系めっきの付着量は、曲げ性を劣化させない観点から、片面あたりで５０ｇ／ｍ^{2}以下が好ましい。本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板は、素材鋼板の片面に電気亜鉛系めっきを有してもよいし、素材鋼板の両面に電気亜鉛系めっきを有してもよいが、自動車に用いられる場合、素材鋼板の両面に電気亜鉛系めっきを有することが好ましい。

[0042] 本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板は、引張強度が１３２０ＭＰａ以上である。引張強度は、好ましくは１４００ＭＰａ以上、より好ましくは１４７０ＭＰａ以上、さらに好ましくは１６００ＭＰａ以上である。なお、引張強度の上限は特に限定されないが、他の特性とのバランスの取りやすさの観点から２２００ＭＰａ以下が好ましい。

[0043] 本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板は、伸び（ＥＬ）が７．０％

以上である。伸びは、好ましくは７．２％以上であり、より好ましくは７．５％以上である。また、ＴＳ（ＭＰａ）×ＥＩ（％）が１２０００以上である。ＴＳ×ＥＩは、好ましくは１３０００以上であり、より好ましくは１３５００以上である。なお、引張強度（ＴＳ）、伸び（ＥＩ）は、それぞれ実施例に記載の方法により測定する。

[0044] 本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板は、所定の曲げ試験（実施例に記載の曲げ試験）において、限界曲げ半径／板厚（Ｒ／ｔ）が４．０以下である。Ｒ／ｔは、好ましくは３．８以下であり、より好ましくは３．６以下である。

[0045] 次に、本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板の一実施形態に係る製造方法について説明する。

[0046] 本発明の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板の一実施形態に係る製造方法は、熱間圧延工程、焼鈍工程、めっき処理工程を少なくとも備える。また、熱間圧延工程と、焼鈍工程の間に、冷間圧延工程を備えてもよい。また、めっき処理工程の後に、焼戻し工程を備えてもよい。以下、それぞれの工程について説明する。なお、以下に示す温度は、スラブ、鋼板等の表面温度を意味する。

[0047] （熱間圧延工程）

スラブ加熱温度

前述した成分組成を有する鋼スラブを、熱間圧延に供する。スラブ加熱温度を１２００℃以上とすることで、硫化物の固溶促進とＭｎ偏析の軽減が図られ、上記した粗大な介在物量の低減が図られ、曲げ性を向上させる。このため、スラブ加熱温度は１２００℃以上とする。スラブ加熱温度は、より好ましくは１２３０℃以上であり、さらに好ましくは１２５０℃以上である。また、一例として、スラブ加熱時の加熱速度は５～１５℃／分とし、スラブ均熱時間は３０～１００分とすればよい。

[0048] 仕上げ圧延終了温度

仕上げ圧延終了温度は８４０℃以上とする必要がある。仕上げ圧延終了温

度が８４０℃未満では、温度の低下までに時間がかかり、介在物が生成することで曲げ性を劣化させるのみならず、鋼板の内部の品質も低下する可能性がある。また表層の脱炭により、鋼中表層部の炭化物を有するベイナイトやマルテンサイトの面積率が減少するため、表層付近の水素トラップサイトである微細炭化物が減少し、所望の曲げ性を確保するのが難しくなる。したがって、仕上げ圧延終了温度は８４０℃以上とする必要がある。仕上げ圧延終了温度は、好ましくは８６０℃以上である。一方、仕上げ圧延終了温度の上限は特に限定しないが、後の巻取温度までの冷却が困難になるため、仕上げ圧延終了温度は９５０℃以下が好ましい。仕上げ圧延終了温度はより好ましくは９２０℃以下である。

[0049] 仕上げ圧延終了後、仕上げ圧延終了温度から７００℃までの温度域を４０℃／秒以上の平均冷却速度で７００℃以下の一次冷却停止温度まで冷却する。

冷却速度が遅いと介在物が生成し、その介在物が粗大化することで、曲げ性を劣化させる。また表層の脱炭により、鋼中表層部の炭化物を有するマルテンサイトやベイナイトの面積率が減少するため、表層付近の水素トラップサイトである微細炭化物が減少し、所望の曲げ性を確保するのが難しくなる。したがって、仕上げ圧延終了後、仕上げ圧延終了温度から７００℃までの平均冷却速度は４０℃／秒以上とする。前記平均冷却速度は、好ましくは５０℃／秒以上である。前記平均冷却速度の上限については、特に限定されるものではないが、２５０℃／秒程度が好ましい。また、一次冷却停止温度は７００℃以下とする。一次冷却停止温度が７００℃超であると、７００℃までに炭化物が生成しやすくなり、その炭化物が粗大化することで、曲げ性を劣化させる。一次冷却停止温度の下限は特に限定されないが、一次冷却停止温度が６５０℃以下では急速冷却による炭化物生成抑制効果が小さくなるため、一次冷却停止温度は６５０℃超が好ましい。

[0050] その後、一次冷却停止温度から６５０℃までの温度域を２℃／秒以上の平均冷却速度で冷却し、６３０℃以下の巻取温度まで冷却する。前記６５０℃

までの冷却速度が遅いと介在物が生成し、その介在物が粗大化することで、曲げ性を劣化させる。また表層の脱炭により、鋼中表層部の炭化物を有するマルテンサイトやベイナイトの面積率が減少するため、表層付近の水素トラップサイトである微細炭化物が減少し、所望の曲げ性を確保するのが難しくなる。したがって、上記のように７００℃までの温度領域を４０℃／秒以上の平均冷却速度で７００℃以下の一次冷却停止温度まで冷却した後、一次冷却停止温度から６５０℃までの平均冷却速度は２℃／秒以上とする。前記平均冷却速度は、好ましくは３℃／秒以上、さらに好ましくは５℃／秒とする。前記６５０℃から巻取温度までの平均冷却速度は、特に限定されないが、０．１℃／秒以上１００℃／秒以下が好ましい。

[0051] 巻取温度は、６３０℃以下とする。巻取温度が６３０℃超では、地鉄表面が脱炭するおそれがあり、鋼板内部と表面で組織差が生じ合金濃度ムラの原因となる。また表層の脱炭により、鋼中表層部の炭化物を有するマルテンサイトやベイナイトの面積率が減少するため、表層付近の水素トラップサイトである微細炭化物が減少し、所望の曲げ性を確保するのが難しくなる。したがって、巻取温度は６３０℃以下とする。巻取温度は、好ましくは６００℃以下である。巻取温度の下限は特に限定されないが、冷間圧延を行う場合の冷間圧延性の低下を防ぐために巻取温度は５００℃以上が好ましい。

[0052] 冷間圧延工程

熱間圧延工程後、冷間圧延工程を施してもよい。冷間圧延工程を施す場合、冷間圧延工程では、熱間圧延工程で巻き取られた鋼板（熱延鋼板）を酸洗した後、冷間圧延を施し、冷延鋼板とする。酸洗の条件は特に限定はされない。また、圧下率は特に限定されないが、圧下率が２０％未満の場合、表面の平坦度が悪く、組織が不均一となる危険性があるため、圧下率は２０％以上とするのが好ましい。なお、組織や機械的特性で本発明の要件を満たせば、冷間圧延工程は省略しても構わない。

[0053] （焼鈍工程）

熱間圧延工程後の鋼板、または、熱間圧延工程後に、さらに冷間圧延工程

を施した後の鋼板を、A_{C3}点以上の焼鈍温度まで加熱する。焼鈍温度がA_{C3}点未満では、組織にフェライトが生成し、所望の強度を得ることができない。したがって、焼鈍温度はA_{C3}点以上とする。焼鈍温度は、好ましくはA_{C3}点＋１０℃以上であり、より好ましくはA_{C3}点＋２０℃以上である。焼鈍温度の上限は特に限定されないが、オーステナイトの粗大化を抑制し、曲げ性の劣化を防ぐ観点から、焼鈍温度は９００℃以下が好ましい。焼鈍時の雰囲気は特に限定しないが、表層部の脱炭を防ぐ観点から露点は－５０℃以上－５℃以下が好ましい。

[0054] なお、ここで言うA_{C3}点（℃）は以下の式により算出する。また、下記式において（％元素記号）は各元素の含有量（質量％）を意味する。

A_{C3}点＝９１０－２０３（％Ｃ）$^{1/2}$＋４５（％Ｓｉ）－３０（％Ｍｎ）－２０（％Ｃｕ）－１５（％Ｎｉ）＋１１（％Ｃｒ）＋３２（％Ｍｏ）＋１０４（％Ｖ）＋４００（％Ｔｉ）＋４６０（％Ａｌ）

[0055] A_{C3}点以上の焼鈍温度まで加熱した後、前記焼鈍温度から５５０℃までの温度域の平均冷却速度を３℃／秒以上とし、冷却停止温度を３５０℃以下とする冷却を行い、１００℃以上２００℃以下の温度域の保持温度で２０～１５００秒保持する。なお、A_{C3}点以上の焼鈍温度まで加熱した後に、当該焼鈍温度で均熱してもよい。この際の均熱時間は、特に限定されないが、１０秒以上３００秒以下が好ましく、１５秒以上２５０秒以下がより好ましい。焼鈍温度から５５０℃までの温度域の平均冷却速度が３℃／秒未満では、フェライトの過度な生成を招くため所望の強度を得ることが難しくなる。また表層部にフェライトが生成することで、表層付近の炭化物を有するマルテンサイトやベイナイト分率を高めることが難しくなり、曲げ性を劣化させる。したがって、焼鈍温度から５５０℃までの温度域の平均冷却速度は３℃／秒以上とする。好ましくは５℃／秒以上、より好ましくは１０℃／秒以上とする。

冷却停止温度は３５０℃以下とする。冷却停止温度が３５０℃超となると、粗大な炭化物を有するベイナイトが生成するため、鋼中表層部の微細炭化物

量が減少し、曲げ性を劣化させる。

なお、平均冷却速度は特に断らない限り、（冷却開始温度－冷却停止温度）／冷却開始温度から冷却停止温度までの冷却時間とする。

[0056] その後、１００℃以上２００℃以下の温度域の保持温度で２０～１５００秒保持する。ベイナイト内部に分布する炭化物は、焼入れ後の低温域での保持中に生成する炭化物であり、水素のトラップサイトとなることで水素を捕捉し、曲げ性の劣化を防ぐことができる。保持温度が１００℃未満、または保持時間が２０秒未満になると、ベイナイトが生成せず、また炭化物を含まない焼入れままのマルテンサイトが生成するため、鋼中表層部の微細炭化物量が減少し、上記の効果が得られなくなる。保持温度が２００℃超、または、保持時間が１５００秒超となると、脱炭し、さらにベイナイト内部に粗大な炭化物が生成するため、曲げ性を劣化させる。なお、保持温度は好ましくは１２０℃以上である。また、保持温度は、好ましくは１８０℃以下である。保持時間は、好ましくは５０秒以上である。また、保持時間は、好ましくは１０００秒以下である。

[0057] 焼鈍工程後、室温まで冷却する。この際の冷却速度は特に限定しないが、５０℃までを１℃／秒以上の平均冷却速度とするのが好ましい。なお、室温とは、例えば１０～３０℃である。

[0058] （めっき処理工程）

室温まで冷却した後、鋼板に電気亜鉛系めっきを施す。電気亜鉛系めっきの種類は特に限定せず、純Ｚｎ、Ｚｎ－Ｎｉ、Ｚｎ－Ｆｅ、Ｚｎ－Ｍｎ、Ｚｎ－Ｃｒ、Ｚｎ－Ｃｏ等のいずれでも構わない。鋼中への水素の侵入を抑制し、電気亜鉛系めっき鋼板の鋼中の拡散性水素量を０．２０質量ｐｐｍ以下にするためには、電気めっきの時間が重要である。電気めっき時間が３００秒超では酸に浸漬する時間が長いため、鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ超となり、曲げ性が劣化する。したがって、電気めっき時間は３００秒以内とする。電気めっき時間は、好ましくは２８０秒以内、より好ましくは２５０秒以内とする。

[0059] めっき処理工程後の鋼板（電気亜鉛系めっき鋼板）には、さらに、焼戻し工程を施してもよい。焼戻し工程を施すことで、鋼中の拡散性水素量が低減し、曲げ性をさらに高めることができる。焼戻し工程は、めっき処理工程後の鋼板を２５０℃以下の温度域で以下の式（１）を満たす保持時間ｔで保持する工程とすることが好ましい。

（Ｔ＋２７３）（ｌｏｇｔ＋４）≦２７００ ・・・（１）

ただし、式（１）におけるＴは、焼戻し工程における保持温度（℃）であり、ｔは焼戻し工程における保持時間（秒）である。

[0060] 以上説明した本実施形態に係る製造方法によれば、めっき処理工程前の素材鋼板の製造条件およびめっき処理条件を制御することにより、鋼中表層部に微細な炭化物を生成させ、その微細炭化物を水素のトラップサイトとして活用することで、鋼中の拡散性水素量を低減させ、曲げ性に優れた高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板を得ることが可能となる。

[0061] なお、熱間圧延工程後の熱延鋼板には、組織軟質化のための熱処理をおこなってもよく、めっき処理工程後は形状調整のための調質圧延を行ってもよい。

実施例

[0062] 本発明を、実施例を参照しながら具体的に説明する。

[0063] １．評価用鋼板の製造

表１に示す成分組成を有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物よりなる鋼を真空溶解炉にて溶製後、分塊圧延し２７ｍｍ厚の分塊圧延材を得た。得られた分塊圧延材を板厚４．０ｍｍ厚まで熱間圧延し、熱延鋼板を製造した（熱間圧延工程）。次いで、冷間圧延するサンプルは、熱延鋼板を研削加工し、板厚３．２ｍｍにした後、表２－１～表２－４に示す圧下率で冷間圧延し、板厚１．４ｍｍまで冷間圧延し、冷延鋼板を製造した（冷間圧延工程）。なお、表２－１中、冷間圧延の圧下率の数値が記載されていないものは、冷間圧延を施さなかったことを示す。次いで、上記により得られた熱延鋼板および冷延鋼板に、表２－１～表２－４に示す条件で熱処理（焼鈍工程）、め

っき（めっき処理工程）を行い、電気亜鉛系めっき鋼板を製造した。なお、表１の成分組成の空欄は、その成分を意図的に添加していないことを表しており、含有しない（０質量％）場合だけでなく、不可避的に含有する場合も含む。また、一部には焼戻し工程を施した。なお、表２－１～表２－４において、焼戻し条件が空欄のものは、焼戻し工程を施していないことを意味する。

[0064] めっき処理工程において、純Ｚｎめっきでは、電気めっき液として、純水に４４０ｇ／Ｌの硫酸亜鉛七水和物を加え、硫酸によりｐＨ＝２．０に調整したものを用いた。Ｚｎ－Ｎｉめっきでは、純水に１５０ｇ／Ｌの硫酸亜鉛七水和物および３５０ｇ／Ｌの硫酸ニッケル六水和物を加え、硫酸によりｐＨ＝１．３に調整したものを用いた。Ｚｎ－Ｆｅめっきでは、純水に５０ｇ／Ｌの硫酸亜鉛七水和物および３５０ｇ／Ｌの硫酸Ｆｅを加え、硫酸によりｐＨ＝２．０に調整したものを用いた。また、ＩＣＰ分析よりめっきの合金組成はそれぞれ、１００％Ｚｎ、Ｚｎ－１３％Ｎｉ、Ｚｎ－４６％Ｆｅであった。電気亜鉛系めっきの付着量は、片面あたりで２５～５０ｇ／ｍ^{2}とした。具体的には、１００％Ｚｎのめっきの付着量は片面あたりで３３ｇ／ｍ^2、Ｚｎ－１３％Ｎｉのめっきの付着量は片面あたりで２７ｇ／ｍ^2、Ｚｎ－４６％Ｆｅのめっきの付着量は片面あたりで２７ｇ／ｍ^{2}であった。なお、これらの電気亜鉛系めっきを鋼板の両面に施した。

[0065]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%)																							A_{C3}点
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Sb	B	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Zr	W	Ca	Ce	La	Mg	Sn	
A	0.24	1.0	3.0	0.007	0.0008	0.051	0.0021	0.01																789
B	0.17	1.1	2.9	0.008	0.0003	0.068	0.0048	0.01																820
C	0.13	1.0	3.0	0.008	0.0005	0.080	0.0021	0.02																829
D	0.27	1.2	2.9	0.018	0.0002	0.021	0.0043	0.01																781
E	0.35	1.2	3.0	0.010	0.0010	0.077	0.0043	0.01																789
F	0.24	0.002	3.5	0.010	0.0010	0.049	0.0058	0.04																728
G	0.22	1.7	3.4	0.007	0.0004	0.036	0.0014	0.01																806
H	0.22	0.9	1.8	0.007	0.0010	0.078	0.0034	0.02																837
I	0.21	0.8	2.5	0.006	0.0007	0.096	0.0046	0.03																822
J	0.23	0.9	4.9	0.025	0.0002	0.092	0.0028	0.01																748
K	0.19	1.0	3.5	0.009	0.0009	0.026	0.0031	0.005																773
L	0.22	0.9	3.7	0.016	0.0004	0.039	0.0028	0.003																763
M	0.23	0.8	3.4	0.005	0.0004	0.050	0.0015	0.07																770
N	0.22	0.8	3.5	0.006	0.0010	0.066	0.0053	0.09																776
O	0.23	1.1	3.6	0.038	0.0006	0.051	0.0040	0.01																778
P	0.19	0.1	2.9	0.006	0.0002	0.062	0.0027	0.01	0.0020															767
Q	0.24	0.8	3.1	0.009	0.0002	0.063	0.0051	0.05		0.0200														780
R	0.20	0.1	3.1	0.007	0.0004	0.038	0.0051	0.01			0.017													755
S	0.25	0.1	2.8	0.006	0.0003	0.040	0.0037	0.01	0.0015	0.0150	0.015													753
T	0.18	0.8	3.4	0.017	0.0005	0.034	0.0019	0.06				0.12												771
U	0.21	0.2	3.5	0.009	0.0003	0.096	0.0060	0.01				0.15	0.04											762
V	0.20	0.6	3.4	0.025	0.0010	0.096	0.0020	0.02						0.15										790
W	0.24	0.1	4.1	0.008	0.0010	0.068	0.0020	0.02							0.2									731
X	0.22	0.4	4.0	0.009	0.0001	0.057	0.0043	0.01						0.17	0.15	0.02								746
Y	0.23	1.1	3.5	0.009	0.0009	0.042	0.0029	0.03									0.012	0.01	0.0008	0.0009	0.0006	0.0004		776
Z	0.20	1.0	3.4	0.009	0.0007	0.034	0.0039	0.03															0.004	778
AA	0.18	0.8	3.4	0.045	0.0010	0.034	0.0033	0.04	0.0015	0.0150	0.01												0.01	778
AB	0.22	0.4	3.2	0.007	0.0007	0.060	0.0027	0.01																764
AC	0.42	1.1	3.2	0.019	0.0002	0.035	0.0021	0.01																748
AD	0.08	1.0	3.0	0.006	0.0002	0.077	0.0055	0.01																843
AE	0.21	2.4	3.1	0.008	0.0010	0.023	0.0028	0.01																843
AF	0.22	1.1	1.5	0.026	0.0006	0.069	0.0024	0.01																851
AG	0.21	0.8	3.1	0.070	0.0007	0.059	0.0010	0.01																787
AH	0.19	0.8	3.2	0.018	0.0080	0.069	0.0058	0.01																795
AI	0.22	1.1	2.8	0.007	0.0004	0.250	0.0028	0.01																895
AJ	0.25	0.8	3.3	0.006	0.0003	0.064	0.0150	0.01																775
AK	0.21	0.6	3.3	0.018	0.0008	0.071	0.0017	0.001																778
AL	0.18	0.01	3.1	0.009	0.0005	0.076	0.0015	0.15																767

下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0066] [表2-1]

No.	鋼種	熱間圧延				冷間圧延	焼鈍					めっき			焼戻し条件		
		スラブ加熱温度	仕上げ圧延終了温度	700℃までの平均冷却速度*1	660℃までの平均冷却速度*2	巻取温度	圧下率	焼鈍温度	露点	平均冷却速度*3	冷却停止温度	保持温度	保持時間	めっき種	めっき時間	保持温度	保持時間	
		℃	℃	℃/s	℃/s	℃	%	℃	℃	℃/秒	℃	℃	秒		秒	℃	秒	
1	A	1250	880	232	31	550	56	820	−15	28	150	150	150	Zn	120			発明例
2		1250	880	245	33	550	56	825	−15	26	150	150	150	Zn	180	250	10	発明例
3		1250	880	225	32	550	56	830	−15	27	150	150	150	Zn	260	80	3600	発明例
4		1250	880	246	34	550	56	830	−15	30	150	170	150	Zn	320			比較例
5		1250	880	248	50	550	56	840	−15	25	150	170	150	Zn	230			発明例
6		1250	880	247	18	550	56	840	−15	34	150	170	150	Zn	230			発明例
7		1250	880	239	13	550	56	860	−15	25	150	170	150	Zn	230			発明例
8		1250	880	251	1	550	56	830	−15	27	150	170	150	Zn	240			比較例
9	B	1250	880	235	33	550	56	887	−15	30	150	170	150	Zn	230			発明例
10		1240	880	237	35	550	56	902	−15	24	150	170	150	Zn	230			発明例
11		1210	880	241	37	550	56	896	−15	25	150	170	150	Zn	250			発明例
12		1180	880	242	34	550	56	890	−15	29	150	170	150	Zn	230			比較例
13	C	1250	900	239	38	550	56	863	−15	35	150	170	150	Zn	260			発明例
14		1250	880	242	35	550	56	904	−15	28	150	170	150	Zn	230			発明例
15		1250	850	250	36	550	56	894	−5	27	150	170	150	Zn	230			発明例
16		1250	920	247	34	550	56	862	−15	26	150	170	150	Zn	230			比較例
17	D	1250	880	250	32	550	56	822	−15	30	150	170	150	Zn	240	200	30	発明例
18		1250	880	100	31	550	56	830	−15	25	150	170	150	Zn	230	150	180	発明例
19		1250	880	40	38	550	56	834	−6	28	150	170	150	Zn	250			発明例
20		1250	880	20	34	550	56	848	−15	30	150	170	150	Zn	230			比較例
21	E	1250	880	228	30	550	56	817	−15	26	150	170	150	Zn	260			発明例
22		1250	880	229	35	580	56	833	−15	37	150	170	150	Zn	230			発明例
23		1250	880	231	37	620	56	849	−15	30	150	170	150	Zn	230			発明例
24		1250	880	234	34	650	56	840	−15	26	150	170	150	Zn	230			比較例
25	F	1250	880	227	35	550	–	804	−15	25	150	170	150	Zn	260			発明例
26		1250	880	229	33	550	–	812	−15	28	150	170	150	Zn	230			発明例
27		1250	880	230	32	550	–	830	−15	30	150	170	150	Zn	250			発明例
28		1250	880	231	36	550	–	785	−15	34	150	170	150	Zn	240			発明例
29	G	1250	880	230	35	550	56	846	−15	28	150	170	150	Zn	230			発明例
30		1250	880	234	38	550	56	835	−15	27	150	170	150	Zn	260			発明例
31		1250	880	238	37	550	56	830	−15	30	150	170	150	Zn	230			発明例
32		1250	880	237	34	550	56	800	−15	26	150	170	150	Zn	250			比較例

*1 仕上げ圧延終了温度から700℃までの平均冷却速度
*2 700℃(一次冷却停止温度)から650℃までの温度域の平均冷却速度
*3 焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度
下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0067] [表2-2]

No.	鋼種	熱間圧延				冷間圧延		焼鈍					めっき			焼戻し条件		
		スラブ加熱温度	仕上げ圧延終了温度	700℃までの平均冷却速度*1	650℃までの平均冷却速度*2	巻取温度	圧下率	焼鈍温度	露点	平均冷却速度*3	冷却停止温度	保持温度	保持時間	めっき種	めっき時間	保持温度	保持時間	
		℃	℃	℃/s	℃/s	℃	%	℃	℃	℃/秒	℃	℃	秒		秒	℃	秒	
33	H	1250	880	241	31	550	56	865	−15	30	150	170	150	Zn	230			発明例
34		1250	880	235	32	550	56	870	−15	18	150	170	150	Zn	230			発明例
35		1250	880	236	33	550	56	880	−19	6	150	170	150	Zn	260			発明例
36		1250	880	238	35	550	56	870	−15	2	150	170	150	Zn	230			比較例
37	I	1250	880	244	36	550	56	850	−15	28	370	170	150	Zn	240			比較例
38		1250	880	241	38	550	56	860	−15	27	340	170	150	Zn	230			発明例
39		1250	880	237	39	550	56	854	−15	26	320	170	150	Zn	230			発明例
40		1250	880	229	34	550	56	880	−15	30	120	170	150	Zn	250			発明例
41	J	1250	880	235	35	550	56	790	−15	25	150	170	1750	Zn	230			比較例
42		1250	880	234	31	550	56	780	−15	35	150	170	800	Zn	260			発明例
43		1250	880	228	30	550	56	820	−15	29	150	170	100	Zn	230			発明例
44		1250	880	229	32	550	56	819	−15	30	150	170	8	Zn	230			比較例
45	K	1250	880	230	35	550	56	809	−15	27	150	90	150	Zn	200			比較例
46		1250	880	247	37	550	56	816	−15	28	150	150	150	Zn	180			発明例
47		1250	880	246	36	550	56	804	−15	27	150	170	150	Zn	160			発明例
48		1250	880	241	34	550	56	820	−15	30	150	220	150	Zn	120			比較例
49	L	1250	880	300	33	550	56	793	−15	26	150	170	150	Zn	230			発明例
50		1250	880	220	32	550	56	801	−15	35	150	170	150	Zn	230			発明例
51		1250	880	150	35	550	56	821	−7	29	150	170	150	Zn	230			発明例
52		1250	880	15	38	550	56	810	−15	27	150	170	150	Zn	240			比較例
53	M	1250	880	247	30	550	56	801	−15	28	150	170	150	Zn	230			発明例
54		1250	880	242	21	550	56	795	−15	29	150	170	150	Zn	230			発明例
55		1250	880	245	14	550	56	823	−15	30	150	170	150	Zn	250			発明例
56		1250	880	239	1	550	56	818	−15	38	150	170	150	Zn	230			比較例
57	N	1250	880	234	34	550	56	806	−15	27	150	170	150	Zn-Ni	400			比較例
58		1250	880	235	35	550	56	815	−15	29	150	170	150	Zn-Ni	310			比較例
59		1250	880	237	36	550	56	831	−15	28	150	170	150	Zn-Ni	240			発明例
60		1250	880	236	32	550	56	824	−15	28	150	170	150	Zn-Ni	130			発明例

*1 仕上げ圧延終了温度から700℃までの平均冷却速度
*2 700℃(一次冷却停止温度)から650℃までの温度域の平均冷却速度
*3 焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度
下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0068] [表2-3]

No.	鋼種	熱間圧延					冷間圧延	焼鈍						めっき		焼戻し条件		
		スラブ加熱温度	仕上げ圧延終了温度	700℃までの平均冷却速度*1	650℃までの平均冷却速度*2	巻取温度	圧下率	焼鈍温度	露点	平均冷却速度*3	冷却停止温度	保持温度	保持時間	めっき種	めっき時間	保持温度	保持時間	
		℃	℃	℃/s	℃/s	℃	%	℃	℃	℃/秒	℃	℃	秒		秒	℃	秒	
61	O	1250	880	180	31	550	56	811	−15	29	150	170	150	Zn−Ni	230			発明例
62		1250	880	120	30	550	56	807	−27	30	150	170	150	Zn−Ni	230			発明例
63		1250	880	60	37	550	56	830	−15	29	150	170	150	Zn−Ni	260			発明例
64		1250	880	35	35	550	56	806	−15	27	150	170	150	Zn−Ni	240			比較例
65	P	1250	880	237	38	550	56	793	−15	28	150	150	80	Zn−Ni	230			発明例
66		1250	880	235	34	550	56	807	−15	36	150	150	1840	Zn−Ni	230			比較例
67		1250	880	233	35	550	56	820	−15	27	150	150	8	Zn−Ni	260			比較例
68		1250	880	238	31	550	56	814	−7	30	150	150	600	Zn−Ni	230			発明例
69	Q	1250	880	241	32	550	56	802	−30	29	150	150	300	Zn−Ni	250			発明例
70		1250	880	240	35	550	56	811	−15	28	150	150	1630	Zn−Ni	230			比較例
71		1250	880	241	33	550	56	834	−15	29	150	150	7	Zn−Ni	230			比較例
72		1250	880	240	34	550	56	822	−35	37	150	150	60	Zn−Ni	240			発明例
73	R	1250	880	246	36	550	56	789	−15	30	150	150	1720	Zn−Ni	230			比較例
74		1250	880	238	31	550	56	781	−15	29	150	150	6	Zn−Ni	230			比較例
75		1250	880	237	32	550	56	805	−15	28	150	150	1200	Zn−Ni	260			発明例
76		1250	880	237	34	550	56	810	−6	26	150	150	900	Zn−Ni	250			発明例
77	S	1250	880	235	37	550	56	787	−15	28	150	150	1750	Zn−Fe	230			比較例
78		1250	880	239	38	550	56	798	−15	27	150	150	500	Zn−Fe	230			発明例
79		1250	880	242	35	550	56	810	−15	30	150	230	200	Zn−Fe	230			比較例
80		1250	880	243	39	550	56	794	−15	29	150	80	400	Zn−Fe	240			比較例
81	T	1250	880	400	35	550	56	808	−15	33	150	150	150	Zn−Fe	230			発明例
82		1250	880	140	34	550	56	819	−15	27	150	150	150	Zn−Fe	230			発明例
83		1250	880	30	32	550	56	824	−15	28	150	150	150	Zn−Fe	260			比較例
85	U	1250	880	1148	36	550	56	798	−15	30	150	150	150	Zn−Fe	230	100	120	発明例
86		1250	880	500	32	550	56	789	−15	28	150	150	150	Zn−Fe	250			発明例
87		1250	880	170	31	550	56	808	−26	29	150	150	150	Zn−Fe	230			発明例
88		1250	880	35	30	550	56	804	−15	27	150	150	150	Zn−Fe	230			比較例
89	V	1250	880	110	35	550	56	816	−15	28	150	150	150	Zn−Fe	260			発明例
90		1250	880	70	37	550	56	827	−15	26	150	150	150	Zn−Fe	230			発明例
91		1250	880	30	38	550	56	830	−15	29	150	150	150	Zn−Fe	240			比較例
92		1250	880	1187	36	550	56	824	−15	30	150	150	150	Zn−Fe	230			発明例

*1 仕上げ圧延終了温度から700℃までの平均冷却速度
*2 700℃(一次冷却停止温度)から650℃までの温度域の平均冷却速度
*3 焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度
下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0069] [表2-4]

No.	鋼種	熱間圧延					冷間圧延	焼鈍						めっき		焼戻し条件		
		スラブ加熱温度	仕上げ圧延終了温度	700℃までの平均冷却速度*1	650℃までの平均冷却速度*2	巻取温度	圧下率	焼鈍温度	露点	平均冷却速度*3	冷却停止温度	保持温度	保持時間	めっき種	めっき時間	保持温度	保持時間	
		℃	℃	℃/s	℃/s	℃	%	℃	℃	℃/秒	℃	℃	秒		秒	℃	秒	
93	W	1250	880	130	35	550	56	760	−15	28	150	150	150	Zn−Fe	250	150	20	発明例
94		1250	880	60	38	550	56	779	−15	32	150	150	150	Zn−Fe	230	150	150	発明例
95		1250	880	15	35	550	56	790	−15	29	150	150	150	Zn−Fe	230			比較例
96		1250	880	120	34	550	56	783	−15	28	150	150	150	Zn−Fe	230			発明例
97	X	1250	880	238	1124	550	56	776	−15	29	150	150	150	Zn−Ni	230			発明例
98		1250	880	237	160	550	56	798	−15	27	150	150	150	Zn−Ni	250			発明例
99		1250	880	234	1	550	56	805	−15	28	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
100		1250	880	241	48	550	56	788	−15	28	150	150	150	Zn−Ni	230			発明例
101	Y	1250	880	246	71	550	56	808	−15	30	150	150	150	Zn−Ni	240			発明例
102		1250	880	242	1	550	56	804	−15	29	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
103		1250	880	236	34	550	56	806	−27	27	150	150	150	Zn−Ni	260			発明例
104		1250	880	235	41	550	56	813	−5	26	150	150	150	Zn−Ni	230			発明例
105	Z	1250	880	233	75	550	56	804	−15	34	150	150	150	Zn−Ni	250			発明例
106		1250	880	232	90	550	56	814	−15	27	150	150	150	Zn−Ni	230			発明例
107		1250	880	228	840	550	56	823	−15	30	150	150	150	Zn−Ni	230			発明例
108		1250	880	229	1	550	56	805	−15	28	150	150	150	Zn−Ni	260			比較例
109	AA	1250	880	227	34	550	56	808	−5	29	150	150	150	Zn−Ni	230			発明例
110		1250	880	230	32	550	56	812	−15	31	270	120	150	Zn−Ni	240			発明例
111		1250	880	229	31	550	56	825	−15	27	320	120	150	Zn−Ni	230			発明例
112		1250	880	225	30	550	56	806	−15	27	370	200	150	Zn−Ni	250			比較例
113	AB	1250	880	234	35	550	56	790	−15	30	150	200	150	Zn−Ni	230			発明例
114		1250	880	236	38	550	56	793	−15	29	360	200	150	Zn−Ni	260			比較例
115		1250	880	228	37	550	56	809	−30	28	300	200	150	Zn−Ni	230			発明例
116		1250	880	229	35	550	56	795	−15	33	150	200	150	Zn−Ni	230			発明例
117	AC	1250	880	230	36	550	56	783	−15	29	150	150	150	Zn−Ni	240			比較例
118	AD	1250	880	240	35	550	56	874	−15	27	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
119	AE	1250	880	231	34	550	56	882	−15	30	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
120	AF	1250	880	242	36	550	56	884	−15	28	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
121	AG	1250	880	250	33	550	56	820	−15	29	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
122	AH	1250	880	237	32	550	56	830	−15	30	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
123	AI	1250	880	240	35	550	56	929	−15	28	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
124	AJ	1250	880	245	35	550	56	802	−15	27	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
125	AK	1250	880	237	36	550	56	816	−15	26	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例
126	AL	1250	880	239	30	550	56	807	−15	30	150	150	150	Zn−Ni	230			比較例

*1 仕上げ圧延終了温度から700℃までの平均冷却速度
*2 700℃(一次冷却停止温度)から650℃までの温度域の平均冷却速度
*3 焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度
下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0070] ２．評価方法

各種製造条件で得られた電気亜鉛系めっき鋼板に対して、鋼組織を解析することで組織分率を調査し、引張試験を実施することで引張強度等の引張特性を評価し、曲げ試験により曲げ性を評価した。各評価の方法は次のとおりである。

[0071] （平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の合計面積率）

各電気亜鉛系めっき鋼板の圧延方向および圧延方向に対して垂直方向から試験片を採取し、圧延方向に平行な板厚Ｌ断面を鏡面研磨し、ナイタール液で組織現出した後、走査電子顕微鏡を用いて観察し、倍率１５００倍のＳＥＭ像上の、実長さ８２μｍ×５７μｍの領域上に４．８μｍ間隔の１６×１５の格子をおき、各相上にある点数を数えるポイントカウンティング法により、マルテンサイトおよびベイナイトの面積率を調査した。組織全体における平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの面積率は、倍率１５００倍で板厚全厚を連続的に観察し、そのＳＥＭ像から求めたそれぞれの面積率の平均値とした。素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域における平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの面積率は、倍率１５００倍で素材表面から板厚１／８までの領域を連続的に観察し、そのＳＥＭ像から求めたそれぞれの面積率の平均値とした。また、マルテンサイトやベイナイトは白色の組織を呈しており、旧オーステナイト粒界内にブロックやパケットが現出した組織を呈しており、内部に微細な炭化物が析出している。また、ブロック粒の面方位とエッチングの程度によっては、内部の炭化物が現出しにくい場合もあるので、その場合はエッチングを十分に行い確認する必要がある。なお、マルテンサイトおよびベイナイトに含まれる炭化物の平均粒径は、下記の方法により算出した。

[0072] （マルテンサイトおよびベイナイト中に含まれる炭化物の平均粒径）

各電気亜鉛系めっき鋼板の圧延方向および圧延方向に対して垂直方向から試験片を採取し、圧延方向に平行な板厚Ｌ断面を鏡面研磨し、ナイタール液で組織現出した後、走査電子顕微鏡を用いて素材鋼板の表面から板厚１／８まで連続的に観察し、倍率５０００倍のＳＥＭ像１つからマルテンサイトおよびベイナイトが含まれる旧オーステナイト粒の内部にある炭化物の個数を算出し、組織の二値化を行うことで１つの結晶粒の内部にある炭化物の合計面積を算出した。この炭化物の個数と合計面積より炭化物１個当たりの面積を算出し、素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域における炭化物の平均粒径を算出した。組織全体における炭化物の平均粒径の測定方法は、走査電子顕微鏡を用いて素材鋼板の板厚１／４位置を観察し、以降は上記素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域における炭化物の平均粒径を算出した方法と同様の方法で組織全体における炭化物の平均粒径を測定した。ここでは板厚１／４位置の組織が組織全体の平均的な組織であるとした。

[0073] （平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物の外周の合計）

素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域に存在する平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中に含まれる個々の平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物の外周の合計は、前記領域に存在する平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中の個々の平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物について、個々の炭化物の平均粒径に円周率πを乗ずることで、個々の炭化物の外周の長さを算出し、その平均を求め、前記平均と前記平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物の個数を乗ずることで求めた。なお、個々の炭化物の平均粒径は、上記のようにして組織の二値化を行ったときの炭化物の像の長軸長さと短軸長さの平均値である。

[0074] （引張試験）

各電気亜鉛系めっき鋼板の圧延方向から、標点間距離５０ｍｍ、標点間幅２５ｍｍ、板厚１．４ｍｍのＪＩＳ５号試験片を採取し、引張速度が１０ｍｍ／分で引張試験を行い、引張強度（ＴＳ）、伸び（ＥＩ）を測定した。

[0075]（曲げ試験）

各電気亜鉛系めっき鋼板から、圧延方向が曲げ軸となるように幅２５ｍｍ、長さ１００ｍｍの曲げ試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４８に規定の押曲げ法にて、押し込み速度１００ｍｍ／秒、各曲げ半径でｎ＝３の試験を実施し、３枚とも亀裂の発生が認められなかった曲げ半径を限界曲げ半径として板厚との比で評価した。ここで、亀裂の有無は、曲げ部外側について、３０倍の拡大鏡を用いて観察し、試験片の幅２５ｍｍに対して亀裂が全くない場合、もしくは長さが０．２μｍ以下の微小亀裂が試験片の幅２５ｍｍに対して５個以内の場合、割れ無しとした。曲げ性の評価基準は限界曲げ半径／板厚（Ｒ／ｔ）≦４．０とした。

[0076]（水素分析方法）

各電気亜鉛系めっき鋼板の幅中央部から、長軸長さ３０ｍｍ、短軸長さ５ｍｍの短冊状の板を採取した。この短冊の表面のめっきをハンディルーターで完全に除去し、昇温脱離分析装置を用いて、２００℃／時間の昇温速度で水素分析した。また、短冊状の板を採取し、めっきを除去した後は、直ちに水素分析を実施した。そして、加熱開始温度（２５℃）から２００℃までに放出される累積水素量を測定し、これを鋼中の拡散性水素量とした。

[0077] ３．評価結果

上記評価結果を表３－１～表３－４に示す。

[0078]

[表3-1]

No.	鋼種	鋼組織				機械的特性				
		TM+B*1	表層部のTM+B*2	微細炭化物の合計外周*3	鋼中の拡散性水素量	TS	El	TS×El	R/t	
		%	%	μm/mm^2	質量ppm	MPa	%	MPa・%		
1	A	97	87	67	0.03	1840	7.8	14352	3.1	発明例
2		96	88	61	0.07	1830	7.7	14091	3.6	発明例
3		97	88	64	0.06	1840	7.7	14168	3.3	発明例
4		95	90	63	0.29	1810	7.6	13756	4.2	比較例
5		97	87	67	0.17	1820	7.8	14196	3.5	発明例
6		97	92	66	0.16	1830	7.7	14091	3.2	発明例
7		98	80	55	0.13	1840	7.7	14168	3.4	発明例
8		96	77	48	0.18	1820	7.8	14196	4.1	比較例
9	B	93	88	60	0.19	1570	8.7	13659	3.5	発明例
10		92	83	66	0.16	1560	8.7	13572	3.6	発明例
11		93	84	55	0.20	1570	8.7	13659	3.3	発明例
12		94	89	43	0.15	1580	8.7	13746	4.5	比較例
13	C	93	87	61	0.16	1580	8.6	13588	3.6	発明例
14		93	85	64	0.09	1580	8.6	13588	3.2	発明例
15		92	87	51	0.10	1570	8.7	13659	3.8	発明例
16		93	78	45	0.07	1580	8.7	13746	4.7	比較例
17	D	97	91	64	0.02	1830	7.8	14274	3.6	発明例
18		98	93	69	0.05	1840	7.7	14168	3.5	発明例
19		98	81	52	0.08	1840	7.7	14168	3.8	発明例
20		96	77	47	0.13	1820	7.8	14196	4.4	比較例
21	E	99	91	56	0.11	2020	7.4	14948	3.4	発明例
22		99	93	55	0.18	2010	7.4	14874	3.7	発明例
23		98	81	64	0.17	2000	7.4	14800	3.7	発明例
24		99	77	58	0.10	2030	7.3	14819	4.5	比較例
25	F	97	89	52	0.18	1950	7.5	14625	3.4	発明例
26		97	91	51	0.17	1950	7.5	14625	3.2	発明例
27		98	89	53	0.18	1960	7.5	14700	3.3	発明例
28		98	90	51	0.10	1960	7.4	14504	3.5	発明例
29	G	96	86	68	0.18	1880	7.6	14288	3.2	発明例
30		94	87	65	0.06	1860	7.7	14322	3.4	発明例
31		91	84	67	0.10	1820	7.8	14196	3.6	発明例
32		88	74	65	0.32	1740	7.9	13746	4.5	比較例

*1 組織全体における平均粒径が50nm以下の炭化物を有するマルテンサイト(TM)、平均粒径が50nm以下の炭化物を有するベイナイト(B)の合計面積率
*2 表面から板厚1/8までの領域(表層部)における平均粒径が50nm以下の炭化物を有するTMと平均粒径が50nm以下の炭化物を有するBの合計面積率
*3 表層部に存在する平均粒径が50nm以下の炭化物を有するTMと平均粒径が50nm以下の炭化物を有するB中に含まれる平均粒径50nm以下の炭化物の外周の合計
下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0079]

[表3-2]

No.	鋼種	鋼組織				機械的特性				
		TM＋B*1	表層部のTM+B*2	微細炭化物の合計外周*3	鋼中の拡散性水素量	TS	El	TS×El	R/t	
		%	%	μm/mm^2	質量ppm	MPa	%	MPa・%		
33	H	92	84	70	0.13	1400	9.4	13160	3.3	発明例
34		91	84	68	0.13	1410	9.4	13254	3.4	発明例
35		90	83	60	0.18	1360	9.6	13056	3.0	発明例
36		84	79	61	0.24	1290	9.8	12642	4.2	比較例
37	I	92	76	48	0.15	1590	8.6	13674	4.8	比較例
38		92	81	51	0.05	1580	8.7	13746	3.2	発明例
39		93	84	60	0.14	1600	8.6	13760	3.5	発明例
40		92	85	53	0.11	1580	8.7	13746	3.7	発明例
41	J	99	75	45	0.16	2150	7.1	15265	4.1	比較例
42		97	96	69	0.16	2160	7.1	15336	3.2	発明例
43		97	96	58	0.09	2160	7.1	15336	3.3	発明例
44		98	96	45	0.05	2140	7.1	15194	4.3	比較例
45	K	97	82	42	0.16	1850	7.7	14245	4.2	比較例
46		98	82	54	0.20	1860	7.7	14322	3.8	発明例
47		97	83	66	0.09	1850	7.7	14245	3.3	発明例
48		96	78	42	0.14	1830	7.8	14274	4.4	比較例
49	L	99	84	56	0.10	1960	7.5	14700	3.5	発明例
50		99	82	64	0.11	1960	7.5	14700	3.6	発明例
51		98	81	60	0.06	1980	7.4	14652	3.8	発明例
52		98	68	41	0.19	1970	7.5	14775	4.1	比較例
53	M	98	93	62	0.09	1900	7.6	14440	3.1	発明例
54		97	89	57	0.16	1890	7.6	14364	3.7	発明例
55		99	82	54	0.17	1910	7.6	14516	3.4	発明例
56		98	78	46	0.15	1900	7.6	14440	4.4	比較例
57	N	99	93	64	0.21	1910	7.4	14134	4.2	比較例
58		98	91	65	0.22	1880	7.5	14100	4.3	比較例
59		99	91	60	0.09	1890	7.6	14364	3.2	発明例
60		99	92	68	0.06	1900	7.8	14820	3.0	発明例

*1 組織全体における平均粒径が50nm以下の炭化物を有するマルテンサイト(TM)、平均粒径が50nm以下の炭化物を有するベイナイト(B)の合計面積率
*2 表面から板厚1/8までの領域(表層部)における平均粒径が50nm以下の炭化物を有するTMと平均粒径が50nm以下の炭化物を有するBの合計面積率
*3 表層部に存在する平均粒径が50nm以下の炭化物を有するTMと平均粒径が50nm以下の炭化物を有するB中に含まれる平均粒径50nm以下の炭化物の外周の合計
下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0080]

[表3-3]

No.	鋼種	鋼組織				機械的特性				
		TM＋B*1	表層部のTM+B*2	微細炭化物の合計外周*3	鋼中の拡散性水素量	TS	El	TS×El	R/t	
		%	%	μm/mm^2	質量ppm	MPa	%	MPa・%		
61	O	98	95	66	0.17	1960	7.5	14700	3.7	発明例
62		99	91	61	0.11	1950	7.5	14625	3.0	発明例
63		99	82	53	0.15	1940	7.5	14550	3.6	発明例
64		99	78	45	0.09	1950	7.5	14625	4.2	比較例
65	P	92	82	60	0.03	1670	8.3	13861	3.7	発明例
66		94	79	45	0.09	1690	8.4	14196	4.2	比較例
67		92	82	42	0.02	1670	8.3	13861	4.2	比較例
68		93	87	64	0.18	1680	8.2	13776	3.8	発明例
69	Q	96	86	66	0.06	1830	7.8	14274	3.0	発明例
70		95	78	43	0.07	1820	7.8	14196	4.3	比較例
71		97	91	49	0.06	1840	7.7	14168	4.3	比較例
72		97	88	67	0.06	1830	7.8	14274	3.0	発明例
73	R	94	76	49	0.08	1750	8.0	14000	4.6	比較例
74		95	85	45	0.04	1760	8.0	14080	4.5	比較例
75		92	86	69	0.12	1710	8.2	14022	3.6	発明例
76		93	84	60	0.04	1730	8.1	14013	3.9	発明例
77	S	93	76	47	0.09	1760	8.0	14080	4.3	比較例
78		93	85	57	0.07	1750	8.0	14000	3.6	発明例
79		94	79	48	0.18	1760	8.0	14080	4.1	比較例
80		92	86	46	0.06	1730	8.1	14013	4.2	比較例
81	T	94	89	62	0.05	1800	7.8	14040	3.3	発明例
82		95	90	61	0.06	1810	7.8	14118	3.2	発明例
83		93	79	48	0.01	1790	7.8	13962	4.1	比較例
85	U	96	91	63	0.16	1890	7.6	14364	3.3	発明例
86		98	91	55	0.10	1920	7.6	14592	3.2	発明例
87		96	89	67	0.15	1900	7.6	14440	3.0	発明例
88		97	77	45	0.15	1900	7.6	14440	4.4	比較例
89	V	96	89	69	0.03	1840	7.7	14168	3.5	発明例
90		95	81	53	0.16	1830	7.7	14091	3.2	発明例
91		95	78	48	0.02	1830	7.7	14091	4.3	比較例
92		96	90	55	0.04	1840	7.7	14168	3.7	発明例

*1 組織全体における平均粒径が50nm以下の炭化物を有するマルテンサイト(TM)、平均粒径が50nm以下の炭化物を有するベイナイト(B)の合計面積率
*2 表面から板厚1/8までの領域(表層部)における平均粒径が50nm以下の炭化物を有するTMと平均粒径が50nm以下の炭化物を有するBの合計面積率
*3 表層部に存在する平均粒径が50nm以下の炭化物を有するTMと平均粒径が50nm以下の炭化物を有するB中に含まれる平均粒径50nm以下の炭化物の外周の合計
下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0081]

[表3-4]

No.	鋼種	鋼組織				機械的特性				
		TM+B*1	表層部のTM+B*2	微細炭化物の合計外周*3	鋼中の拡散性水素量	TS	El	TS×El	R/t	
		%	%	μm/mm^2	質量ppm	MPa	%	MPa・%		
93	W	99	91	59	0.14	2130	7.1	15123	3.4	発明例
94		99	82	53	0.12	2110	7.2	15192	3.5	発明例
95		99	78	45	0.10	2090	7.2	15048	4.4	比較例
96		99	96	65	0.03	2140	7.1	15194	3.5	発明例
97	X	99	95	70	0.08	2060	7.3	15038	3.4	発明例
98		99	90	70	0.02	2040	7.3	14892	3.4	発明例
99		99	78	45	0.18	2050	7.3	14965	4.2	比較例
100		99	91	61	0.03	2040	7.3	14892	3.6	発明例
101	Y	99	92	66	0.16	1930	7.5	14475	3.5	発明例
102		99	77	43	0.06	1940	7.5	14550	4.3	比較例
103		99	89	68	0.16	1930	7.5	14475	3.0	発明例
104		98	93	68	0.10	1920	7.6	14592	3.8	発明例
105	Z	97	91	59	0.02	1840	7.7	14168	3.4	発明例
106		96	88	55	0.13	1820	7.8	14196	3.5	発明例
107		97	91	65	0.07	1830	7.7	14091	3.6	発明例
108		95	76	46	0.11	1800	7.8	14040	4.4	比較例
109	AA	94	86	67	0.20	1800	7.8	14040	3.9	発明例
110		96	88	57	0.14	1820	7.8	14196	3.6	発明例
111		96	89	56	0.08	1820	7.8	14196	3.6	発明例
112		95	77	49	0.16	1810	7.8	14118	4.2	比較例
113	AB	97	89	61	0.15	1820	7.8	14196	3.6	発明例
114		96	91	45	0.15	1810	7.8	14118	4.3	比較例
115		95	86	61	0.03	1800	7.8	14040	3.0	発明例
116		95	85	64	0.10	1800	7.8	14040	3.3	発明例
117	AC	98	96	65	0.12	2230	6.5	14495	3.4	比較例
118	AD	83	74	67	0.24	1480	9.0	13320	4.4	比較例
119	AE	94	89	41	0.22	1770	7.9	13983	4.2	比較例
120	AF	93	78	45	0.05	1310	9.8	12838	4.4	比較例
121	AG	94	79	60	0.20	1770	7.9	13983	4.7	比較例
122	AH	93	78	67	0.03	1760	8.0	14080	4.4	比較例
123	AI	93	87	44	0.10	1700	8.2	13940	4.4	比較例
124	AJ	96	89	47	0.18	1910	7.6	14516	4.4	比較例
125	AK	98	92	48	0.16	1830	7.9	14457	4.1	比較例
126	AL	94	79	66	0.03	1700	8.2	13940	4.7	比較例

*1 組織全体における平均粒径が50nm以下の炭化物を有するマルテンサイト(TM)、平均粒径が50nm以下の炭化物を有するベイナイト(B)の合計面積率
*2 表面から板厚1/8までの領域(表層部)における平均粒径が50nm以下の炭化物を有するTMと平均粒径が50nm以下の炭化物を有するBの合計面積率
*3 表層部に存在する平均粒径が50nm以下の炭化物を有するTMと平均粒径が50nm以下の炭化物を有するB中に含まれる平均粒径50nm以下の炭化物の外周の合計
下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0082] 本実施例では、ＴＳ≧１３２０ＭＰａ、かつ、ＥｌＩ≧７．０％、かつ、ＴＳ×ＥｌＩ≧１２０００、かつ、Ｒ／ｔ≦４．０のものを合格とし、表３－１～表３－４に発明例として示した。また、ＴＳ≧１３２０ＭＰａ、ＥｌＩ≧７．０％、ＴＳ×ＥｌＩ≧１２０００、Ｒ／ｔ≦４．０のうちの少なくとも１つを満たさないものを不合格とし、表３－１～表３－４に比較例として示した。なお、表１～３－４中の下線は、本発明の要件、製造条件、特性を満足し

ていないことを示す。

請求の範囲

[請求項1] 素材鋼板の表面に、電気亜鉛系めっきを有する高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板であって、

前記素材鋼板は、質量％で、

Ｃ：０．１２％以上０．４０％以下、

Ｓｉ：０．００１％以上２．０％以下、

Ｍｎ：１．７％以上５．０％以下、

Ｐ：０．０５０％以下、

Ｓ：０．００５０％以下、

Ａｌ：０．０１０％以上０．２０％以下、

Ｎ：０．０１０％以下および

Ｓｂ：０．００２％以上０．１０％以下

を含有し、残部はＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成と、

鋼組織全体において、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で９０％以上であり、素材鋼板の表面から板厚１／８までの領域において、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイト、平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイトの１種または２種の面積率が合計で８０％以上で、かつ、前記領域に存在する平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するマルテンサイトおよび平均粒径が５０ｎｍ以下の炭化物を有するベイナイト中に含まれる個々の平均粒径５０ｎｍ以下の炭化物の外周の合計が５０μｍ／ｍｍ^{2}以上である鋼組織とを有し、

鋼中の拡散性水素量が０．２０質量ｐｐｍ以下である、高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

[請求項2] 前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｂ：０．０００２％以上０．００３５％未満を含有する、請求項１に記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

[請求項3] 前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｎｂ：０．００２％以上０．０８％以下および

Ｔｉ：０．００２％以上０．１２％以下

のうちから選ばれる１種または２種を含有する、請求項１または２に記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

[請求項4] 前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｃｕ：０．００５％以上１％以下および

Ｎｉ：０．０１％以上１％以下

のうちから選ばれる１種または２種を含有する、請求項１～３のいずれかに記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

[請求項5] 前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｃｒ：０．０１％以上１．０％以下、

Ｍｏ：０．０１％以上０．３％未満、

Ｖ：０．００３％以上０．５％以下、

Ｚｒ：０．００５％以上０．２％以下および

Ｗ：０．００５％以上０．２％以下

のうちから選ばれる１種または２種以上を含有する、請求項１～４のいずれかに記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

[請求項6] 前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｃａ：０．０００２％以上０．００３０％以下、

Ｃｅ：０．０００２％以上０．００３０％以下、

Ｌａ：０．０００２％以上０．００３０％以下および

Ｍｇ：０．０００２％以上０．００３０％以下

のうちから選ばれる１種または２種以上を含有する、請求項１～５のいずれかに記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

[請求項7] 前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｓｎ：０．００２％以上０．１％以下を含有する、請求項１～６のいずれかに記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板。

[請求項8] 請求項１～７のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、スラブ加熱温度：１２００℃以上、仕上げ圧延終了温度：８４０℃以上として熱間圧延を行った後、仕上げ圧延終了温度から７００℃までの温度域を４０℃／秒以上の平均冷却速度で７００℃以下の一次冷却停止温度まで冷却し、その後、一次冷却停止温度から６５０℃までの温度域を２℃／秒以上の平均冷却速度で冷却し、６３０℃以下の巻取温度まで冷却して巻き取る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の鋼板を、A_{C3}点以上の焼鈍温度まで加熱した後、または、A_{C3}点以上の焼鈍温度まで加熱し均熱した後、前記焼鈍温度から５５０℃までの温度域の平均冷却速度を３℃／秒以上とし、冷却停止温度を３５０℃以下とする冷却を行い、１００℃以上２００℃以下の温度域の保持温度で２０～１５００秒保持する焼鈍工程と、

前記焼鈍工程後の鋼板を室温まで冷却し、電気めっき時間：３００秒以内の電気亜鉛系めっきを施すめっき処理工程と、を有する、高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

[請求項9] さらに、熱間圧延工程と焼鈍工程の間に、前記熱間圧延工程後の鋼板を冷間圧延する冷間圧延工程を有する、請求項８に記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

[請求項10] さらに、めっき処理工程後の鋼板を２５０℃以下の温度域で以下の式（１）を満たす保持時間ｔで保持する焼戻し工程を有する、請求項８または９に記載の高延性高強度電気亜鉛系めっき鋼板の製造方法。

$$(T+273)(\log t+4) \leqq 2700 \quad \cdots (1)$$

ただし、式（１）におけるＴは、焼戻し工程における保持温度（℃）であり、ｔは焼戻し工程における保持時間（秒）である。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2019/030793

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C25D5/26(2006.01)i, C25D5/50(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D9/46, C25D5/26, C25D5/50

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2019
Registered utility model specifications of Japan 1996-2019
Published registered utility model applications of Japan 1994-2019

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2014-508854 A (POSCO) 10 April 2014 & US 2013/0295402 A1 & WO 2012/091328 A2 & EP 2660345 A2 & KR 10-2012-0073407 A & CN 103392022 A	1-10
A	WO 2017/026125 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 16 February 2017 & US 2018/0363088 A1 & EP 3336212 A1 & KR 10-2018-0021161 A & CN 108138277 A	1-10
A	WO 2016/021195 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 11 February 2016 & US 2017/0218475 A1 & EP 3187601 A1 & CN 106574318 A	1-10

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
23.10.2019	05.11.2019
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2019/030793

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P, A	JP 6414371 B1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 31 October 2018 (Family: none)	1-10
P, A	WO 2019/003538 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 03 January 2019 (Family: none)	1-10

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１９／０３０７９３

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C25D5/26(2006.01)i, C25D5/50(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00-38/60, C21D9/46, C25D5/26, C25D5/50

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１９年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１９年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１９年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
Ａ	JP 2014-508854 A (ポスコ) 2014.04.10, & US 2013/0295402 A1 & WO 2012/091328 A2 & EP 2660345 A2 & KR 10-2012-0073407 A & CN 103392022 A	１－１０
Ａ	WO 2017/026125 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 2017.02.16, & US 2018/0363088 A1 & EP 3336212 A1 & KR 10-2018-0021161 A & CN 108138277 A	１－１０
Ａ	WO 2016/021195 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 2016.02.11, & US	１－１０

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
２３．１０．２０１９	０５．１１．２０１９

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　９８３３
河野　一夫
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
	2017/0218475 A1 & EP 3187601 A1 & CN 106574318 A	
Ｐ，Ａ	JP 6414371 B1（新日鐵住金株式会社）2018.10.31,（ファミリーなし）	１－１０
Ｐ，Ａ	WO 2019/003538 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2019.01.03,（ファミリーなし）	１－１０